

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 06-248375

(43)Date of publication of application : 06.09.1994

(51)Int.Cl.

C22C 9/00

(21)Application number : 04-309748

(71)Applicant : NIKKO KINZOKU KK

(22)Date of filing : 26.10.1992

(72)Inventor : NAGAI TOUBUN

(54) HIGH STRENGTH AND CONDUCTIVE COPPER ALLOY

(57)Abstract:

PURPOSE: To develop a copper alloy for a spring having high strength and high electrical conductivity by specifying the compsn. constituted of Ti, Cr, Zr, Fe, Ni and Cu.

CONSTITUTION: This is a copper alloy for a spring contg., by weight, 2.0 to 5.0% Ti, 0.01 to 0.6% Cr, 0.01 to 0.2% Zr, 0.01 to 0.3% Fe and 0.01 to 0.3% Ni, and the balance Cu with inevitable impurities. By adding Cr and Zr to Cu-Ti alloy series, its strength is improved, and by adding Fe and Ni, mainly, its electrical conductivity is improved. This copper alloy is subjected to hot rolling, cold rolling and solution treatment, is again subjected to cold rolling and is subjected to aging treatment at 350 to 500° C, by which its characteristics of excellent strength and electrical conductivity can be obtd. without deteriorating its elongation and workability.

LEGAL STATUS

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

Copyright (C); 1998,2003 Japan Patent Office

* NOTICES *

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

CLAIMS

[Claim(s)]

[Claim 1] Ti 2.0 - 5.0wt%, Cr 0.01 - 0.6wt%, Zr 0.01 - 0.2wt%, Fe 0.01 - 0.3wt%, nickel High intensity high electric conduction copper alloy characterized by containing 0.01 - 0.3wt% and the remainder consisting of Cu and an unescapable impurity.

[Translation done.]

NOTICES *

JPO and NCIPi are not responsible for any damages caused by the use of this translation.

1. This document has been translated by computer. So the translation may not reflect the original precisely.
2. **** shows the word which can not be translated.
3. In the drawings, any words are not translated.

DETAILED DESCRIPTION

[Detailed Description of the Invention]

[0001]

[Industrial Application] This invention relates to a high intensity high electric conduction copper alloy. As an application of this invention, it is suitable for the application of conductive spring ingredients, such as a connector, a relay, and a switch.

[0002]

[The conventional technique and a trouble] Conventionally, copper alloys, such as phosphor bronze, nickel silver, titanium copper, and beryllium copper, are used for conductive spring ingredients, such as a connector, a relay, and a switch. Although it has reinforcement and the property which was excellent to conductivity, beryllium copper has venenosity strong against beryllium, and since it needs a special manufacturing facility, it has the fault that a price is expensive. Moreover, there is a Cu-Ti alloy called titanium copper as an ingredient excellent in the stress relaxation characteristic which is the important property of a spring ingredient, and the Cu-Ti alloy which contains Ti 2.0 to 5.0% is especially used for the conductive spring ingredient. A Cu-Ti alloy has remarkable age-hardening nature, and although it has the reinforcement which is equal to beryllium copper, it has the fault with a little low conductivity. Moreover, if the content of Ti is raised in order to raise reinforcement, the problem to which conductivity falls will arise. The demand of the miniaturization of electronic parts and thinning is still stronger with the miniaturization of electronic equipment, and lightweight-izing in recent years. For this reason, the need of improving properties, such as reinforcement and conductivity, is approached also about the conductive spring ingredient. However, with the alloy which has age-hardening nature like a Cu-Ti alloy, if aging treatment of elevated-temperature long duration is performed in order to raise conductivity, the problem to which it becomes overaging and reinforcement falls will arise.

[0003]

[The technique of solving a trouble] In order to solve these problems, when examination which improves the property of a Cu-Ti alloy was performed, the alloy which has high intensity and high conductivity further rather than a Cu-Ti alloy was able to be developed. Improvement in reinforcement was completed without reducing properties, such as conductivity and workability, by adding Cr and Zr of optimum dose into a Cu-Ti alloy. Conductivity was able to be raised without reducing reinforcement by adding Fe and nickel of optimum dose into a Cu-Ti alloy. That is, this invention is Ti. 2.0 - 5.0wt%, Cr 0.01 - 0.6wt%, Zr 0.01 - 0.2wt%, Fe 0.01 - 0.3wt%, nickel It is the high intensity high electric conduction copper alloy characterized by containing 0.01 - 0.3wt% and the remainder consisting of Cu and an unescapable impurity.

[0004]

[Detailed Description of the Invention] Ti -- 2.0 - 5.0wt% -- the included Cu-Ti alloy is a copper alloy of the aging precipitation-hardening mold which quenches after solution treatment, it is performing aging treatment, and a host phase and the adjusted detailed sludge generate, brings about remarkable age-hardening nature, and is excellent in reinforcement or spring nature. This invention is the copper alloy of the aging precipitation-hardening mold which has the high intensity and high conductivity which have

improved the reinforcement of a Cu-Ti alloy system, and conductivity further. Generally, with the alloy of an aging precipitation-hardening mold, if solution treatment is performed on condition that an elevated temperature or long duration, crystal grain will make it big and rough, and strong lowering and aggravation of workability will arise. On the contrary, the temperature of solution treatment does not pass low, or if the processing time is too brief, sufficient solution treatment cannot be performed.

Moreover, aging treatment is performed at an elevated temperature, or if aging treatment is performed for a long time, conductivity will improve, but if it becomes overaging, reinforcement will fall. For this reason, although it is necessary to make the conditions of solution treatment and aging treatment proper according to the property of the target alloy system, with the presentation of an alloy, this condition is determined mostly and cannot be controlled freely.

[0005] A Cu-Cr alloy and a Cu-Zr alloy are aging precipitation-hardening mold alloys as well as a Cu-Ti alloy. If Cr and Zr are added into a Cu-Ti alloy, aging precipitation hardening by Cr and Zr will also be produced, and reinforcement will improve as compared with a Cu-Ti alloy. Moreover, when Cr of optimum dose is added into a Cu-Ti alloy, there is effectiveness which controls big and rough-ization of crystal grain at the time of solution treatment. Furthermore, when Zr of optimum dose is added into a Cu-Ti alloy, there is effectiveness which controls the grain boundary mold deposit at the time of aging treatment, and controls softening by overaging. Conductivity can be raised without the aging treatment of an elevated-temperature long time becoming possible, and reducing reinforcement rather than a Cu-Ti alloy, if Fe and nickel of optimum dose are added into a Cu-Ti alloy. This is the conditions which they serve as overaging with a Cu-Ti alloy, and soften rather than the case of a Cu-Ti alloy since the aging treatment conditions taken for the compound containing Fe or nickel to carry out an aging deposit are elevated-temperature long duration, and is for hardening by aging deposit to arise again. Moreover, the effectiveness of preventing the lowering on the strength by overaging from the difference in the time amount which the deposit takes becomes remarkable by adding Fe and nickel simultaneously.

[0006] Next, the presentation range of the alloy system of this invention is explained. In this invention, since aging precipitation hardening with the content of Ti sufficient less than [2.0wt%] does not arise, the reason for having made the content of Ti into 2.0 - 5.0wt% is because reinforcement required for a spring ingredient is not obtained. Moreover, when the content of Ti exceeds 5.0wt(s)%, it is for workability and conductivity to get worse remarkably. The reason for having made the content of 0.01 - 0.6wt% and Zr into 0.01 - 0.2wt% for the content of Cr is because the effectiveness that the content of Cr or Zr makes detailed respectively depressor effect of a grain boundary mold deposit and crystal grain at less than 0.01% is not acquired and reinforcement cannot be improved. If the content of Cr exceeds 0.6wt(s)%, or if the content of Zr exceeds 0.2wt(s)%, in order that Cr or Zr may exceed the critical mass which can dissolve in copper, after performing solution treatment, the compound containing Cr, Zr, or Cr and Zr has already deposited, and this sludge is for it not only does not contributing to aging precipitation hardening, but worsening lowering of elongation, and workability. The reason for having made the content of Fe and nickel into 0.01 - 0.3wt%, respectively is because conductivity cannot be raised, without not acquiring the aging deposit effectiveness with the compound with which the content of Fe or nickel contains Fe or nickel at less than 0.01% respectively, but reducing reinforcement. If the content of Fe or nickel exceeds 0.3wt(s)%, since it will combine with Ti at the time of dissolution casting, the compound containing Ti, Fe, or nickel will deposit and solution-ization can do this sludge neither in homogenizing annealing nor solution treatment, it is for it not only does not contributing to aging precipitation hardening, but decreasing the solution-ized amount of Ti and bringing about strong lowering. Moreover, since elongation is reduced since it is hard, or this sludge worsens cold-working nature compared with a host phase and causes a crack at a room temperature, the content of Fe or nickel must not exceed 0.3wt(s)%. Although a pure gold group or a hardener is used for the raw material to be used, it is desirable for there to be few impurity elements. Since an active metal like Ti or Zr is included in the alloy of this invention, it is desirable to use a raw material with few gas constituents, such as oxygen.

[0007] Next, the conditions of heat treatment are explained. Since an active metal like Ti or Zr which is easy to combine especially with oxygen is included in the alloy content of this invention, creation of an

alloy is dissolved in a vacuum or inert gas. Hot rolling is performed, after holding in temperature of 800-950 degrees C and performing homogenizing annealing, since the segregation at the time of coagulation produces the ingot which dissolved the alloy, cast to metal mold and was obtained. The temperature of homogenizing annealing has temperature too low [to fully homogenize] at less than 800 degrees C. After holding and carrying out homogenization to the temperature of 800-950 degrees C, solution treatment is the approach of putting in underwater and cooling, and it is quenched and let it be a supersaturated solid solution. At less than 800 degrees C, it is too low, and temperature of solution treatment cannot make an alloy element fully dissolve, and temperature may not be able to carry out homogenization of it. The alloy element which was not able to dissolve serves as a sludge and becomes the cause of worsening lowering and workability of elongation. Moreover, if the temperature of solution treatment exceeds 950 degrees C, in order that crystal grain may make it big and rough, reinforcement falls and workability worsens. After cold-rolling the supersaturated solid solution obtained by solution treatment, aging treatment is held in temperature of 350-500 degrees C, and is performed. If aging treatment is performed, reinforcement and conductivity become high gradually, but since it will become overaging and reinforcement will fall if prolonged aging treatment is performed beyond the need, suitable conditions must be chosen. With a presentation, since the temperature and time amount of suitable aging treatment differ from each other, the trial which finds out suitable conditions for every presentation is performed. If the temperature of aging treatment exceeds 500 degrees C, the solubility to which an alloy element dissolves in copper will become large, and reinforcement and conductivity will fall. Moreover, although the temperature of aging treatment is possible for aging treatment at less than 350 degrees C, since processing of long duration is extremely needed, productivity worsens and it is industrially meaningless.

[0008] Hereafter, the example of this invention is explained.

[Example] The alloy presentation of this invention was blended, and it cast to metal mold after vacuum melting in graphite crucible using the RF vacuum melting furnace, and was made the 30mmx80mmx150mm ingot. The chemical entity presentation is shown in the 1st table. The ingot was heated at 900 degrees C after facing, hot rolling was performed after homogenizing annealing, and it considered as the plate with a width of face [of 80mm], and a thickness of 7mm, and facing was carried out and the defect of a surface scale etc. was removed. This was cold-rolled to 1.5mm in thickness, and it quenched underwater after solution treatment at 850 degrees C. Then, it cold-rolled to 0.6mm in thickness, and quenched underwater after solution treatment at 850 degrees C again. This was cold-rolled at the 50% of the last workability, and aging treatment was performed in the vacuum on conditions from which an age-hardening becomes a 0.3mm plate with max at finishing and the temperature within the limits of 350-500 degrees C. The aging treatment condition is shown in the 2nd table. Thus, about the obtained plate, tensile strength, elongation, Vickers hardness, and conductivity were measured. The result of having measured the aging treatment conditions and property is shown in the 2nd table. The workability shown in the 2nd table shows by x what the crack generated on the side during cold rolling, and shows by O what a crack did not generate on a side. Moreover, the result of the example of the comparison performed by the same approach is shown according to a table 1 and a table 2.

[A table 1]

	合金 番号	化学成分組成 (w t %)					
		T i	C r	Z r	F e	N i	C u
本 発 明 合 金	1	2.97	0.27	0.07	0.16	0.16	残
	2	3.10	0.27	0.06	0.06	0.16	残
	3	3.10	0.27	0.06	0.11	0.10	残
	4	3.13	0.25	0.06	0.18	0.06	残
	5	3.02	0.26	0.06	0.03	0.08	残
	6	3.11	0.27	0.07	0.08	0.03	残
比 較 合 金	7	2.90	0.26	—	—	—	残
	8	3.30	0.26	0.06	—	—	残
	9	2.84	0.51	0.09	0.32	—	残
	10	2.92	0.58	0.10	—	0.89	残
	11	3.39	—	0.06	0.11	0.10	残
	12	2.86	0.54	0.09	0.46	0.50	残
	13	2.81	0.58	0.08	0.97	1.00	残
	14	1.89	0.26	0.06	0.11	0.10	残

記号 — は、0.01 w t % 未満を示す

[A table 2]

	合金 番号	時効処理条件	引張強度 kg/mm ²	伸び %	硬度 H v	導電率 % IACS	加工性
本 発 明 合 金	1	460℃×5時間	102.4	11.7	322	15.3	○
	2	460℃×5時間	101.2	11.7	324	14.0	○
	3	450℃×5時間	102.9	12.8	337	14.3	○
	4	450℃×5時間	103.5	12.2	322	14.9	○
	5	440℃×5時間	101.3	13.9	325	14.2	○
	6	430℃×5時間	100.2	13.1	325	13.9	○
比 較 合 金	7	390℃×5時間	98.2	11.4	308	10.2	○
	8	400℃×5時間	99.1	12.4	327	10.9	○
	9	400℃×4時間	92.8	4.1	331	11.0	○
	10	450℃×8時間	97.9	3.2	336	14.0	×
	11	450℃×5時間	96.7	10.4	323	14.0	○
	12	450℃×8時間	102.1	5.7	329	13.7	○
	13	450℃×8時間	98.7	3.4	322	15.4	×
	14	450℃×5時間	85.9	7.9	282	19.9	○

加工性を示す記号は、○…冷間圧延中に割れなし、×…冷間圧延中に割れ発生

[0009] On conditions from which an age-hardening serves as max in the alloy presentation of this invention, tensile strength is two or more [100kg //mm], and conductivity is more than 13%IACS, and it is clear to have high intensity and high conductivity compared with the case where it is a comparison alloy presentation so that clearly from a table 1 and a table 2. Moreover, in spite of being high intensity, elongation is as large as 11.7% or more. Like the alloy numbers 7 and 8, with the alloy which does not contain Fe and nickel, conductivity is as low as 10 - 11%IACS, and it turns out that conductivity is bad by conditions from which an age-hardening serves as max. Moreover, like the alloy numbers 9 and 10, when either Fe or nickel is not included, compared with this invention alloy, the effectiveness which controls the lowering on the strength by overaging is small, and it becomes possible to maintain high intensity according to the synergistic effect of Fe and nickel.

[0010] Since the content of Cr is less than [0.01wt%] by the alloy number 11 when this invention alloy of the alloy number 3 is compared with the comparison alloy of the alloy number 11, tensile strength is [about / 6kg //mm / two] low. Moreover, it is clear for tensile strength to fall remarkably that the content of Ti is less than [2.0wt%], and to stop being suitable for the application of a spring ingredient like the alloy number 14. In the alloy presentation of this invention, although elongation is all 11.7% or more, if the presentation of Fe or nickel exceeds 0.3wt(s)%, elongation will fall to 5.7% or less like the alloy numbers 9, 10, 12, and 13. This is because the compound containing Ti, Fe, or nickel deposits, when the content of Fe or nickel exceeds 0.3wt(s)%. In the alloy presentation of this invention, the crack was not generated during cold rolling. When the presentation of Fe or nickel exceeds 0.3wt(s)% so that

clearly from the alloy numbers 10 and 13, it turns out that a crack occurs on a side during cold rolling, and workability worsens.

[0011]

[Effect of the Invention] By this invention, the high intensity high electric conduction copper alloy with reinforcement and the property excellent in conductivity suitable for a conductive spring ingredient can be obtained, without spoiling elongation and workability.

[Translation done.]

(19)日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11)特許出願公開番号

特開平6-248375

(43)公開日 平成6年(1994)9月6日

(51)Int.Cl.⁵

C 2 2 C 9/00

識別記号

庁内整理番号

F I

技術表示箇所

審査請求 未請求 請求項の数1 F D (全 5 頁)

(21)出願番号 特願平4-309748

(22)出願日 平成4年(1992)10月26日

(71)出願人 592258063

日鉱金属株式会社

東京都港区虎ノ門2丁目10番1号

(72)発明者 永井 燈文

埼玉県戸田市新曽南三丁目17番35号 日本

鉱業株式会社内

(54)【発明の名称】 高強度高導電銅合金

(57)【要約】

【目的】Ti, Cr, Zr, Fe, NiおよびCuからなる組成を特定することにより、高強度で高導電性を有するバネ用銅合金を開発する。

【構成】Ti 2.0~5.0wt%、Cr 0.01~0.6wt%、Zr 0.01~0.2wt%、Fe 0.01~0.3wt%、Ni 0.01~0.3wt%を含有し、残部がCu及び不可避免の不純物からなるバネ用銅合金である。

【効果】Cu-Ti合金系に、Cr, Zrを添加することで主に強度の改善を図り、Fe, Niを添加することで主に導電性の改善を図った。この銅合金は熱間圧延、冷間圧延、溶体化処理を行い、再び冷間圧延し、350~500℃で時効処理を行なうことで、伸びや加工性を損なうことなく、強度と導電性に優れた特性を得ることができる。

【特許請求の範囲】

【請求項1】 Ti 2.0～5.0wt%、Cr 0.01～0.6wt%、Zr 0.01～0.2wt%、Fe 0.01～0.3wt%、Ni 0.01～0.3wt%を含有し、残部がCu及び不可避免的不純物からなることを特徴とする高強度高導電銅合金。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【産業上の利用分野】本発明は、高強度高導電銅合金に関する。本発明の用途として、例えば、コネクタ、リレー、スイッチ等の導電性バネ材料の用途に適したものである。

【0002】

【従来技術および問題点】従来、コネクタ、リレー、スイッチ等の導電性バネ材料には、リン青銅、洋白、チタン銅、ベリリウム銅等の銅合金が使用されている。ベリリウム銅は、強度と導電性に対して優れた特性を有しているが、ベリリウムに強い毒性があり、特殊な製造設備を必要とすることから、価格が高価であるという欠点を有している。また、バネ材料の重要な特性である応力緩和特性に優れた材料として、チタン銅と称するCu-Ti合金があり、特に導電性バネ材料には、Tiを2.0～5.0%含有するCu-Ti合金が使用されている。Cu-Ti合金は、著しい時効硬化性があり、ベリリウム銅に匹敵する強度を有しているが、導電性がやや低い欠点を有している。また、強度を高めるためにTiの含有量を高めると、導電性が低下する問題が生じる。近年は電子機器の小型化、軽量化に伴い、電子部品の小型化、薄肉化の要求がますます強くなっている。このため、導電性バネ材料についても、強度や導電性等の特性を改善する必要性が迫られている。ところが、Cu-Ti合金のような時効硬化性を有する合金では、導電性を高めるために高温長時間の時効処理を行うと、過時効となって強度が低下する問題が生じる。

【0003】

【問題点を解決する手法】これらの問題を解決するために、Cu-Ti合金の特性を改善する検討を行ったところ、Cu-Ti合金よりもさらに高強度かつ高導電性を有する合金を開発することができた。Cu-Ti合金に適量のCrとZrを添加することにより、導電性や加工性等の特性を低下させることなく、強度の向上ができた。Cu-Ti合金に適量のFeとNiを添加することにより、強度を低下させることなく、導電性を向上させることができた。即ち、本発明は、Ti 2.0～5.0wt%、Cr 0.01～0.6wt%、Zr 0.01～0.2wt%、Fe 0.01～0.3wt%、Ni 0.01～0.3wt%を含有し、残部がCu及び不可避免的不純物からなることを特徴とする高強度高導電銅合金である。

【0004】

【発明の具体的説明】Tiを2.0～5.0wt%含むCu-Ti合金は、溶体化処理後に急冷し、時効処理を行うことで、母相と整合した微細な析出物が生成して、著しい時効硬化性をもたらす、強度やバネ性に優れた時効析出硬化型の銅合金である。本発明は、Cu-Ti合金系の強度と導電性をさらに改善した、高強度かつ高導電性を有する時効析出硬化型の銅合金である。一般に、時効析出硬化型の合金では、溶体化処理を高温、あるいは長時間の条件で行うと結晶粒が粗大化し、強度の低下や、加工性の悪化が生じる。逆に、溶体化処理の温度が低く過ぎたり、処理時間が短か過ぎると十分な溶体化処理ができない。また、時効処理を高温で行う、あるいは時効処理を長時間行うと導電率は向上するが、過時効になると、強度が低下する。このため、目的とする合金系の特性に合わせて、溶体化処理と時効処理の条件を適正にする必要があるが、この条件は合金の組成によってほぼ決定され、自由にコントロールすることはできない。

【0005】Cu-Cr合金およびCu-Zr合金は、Cu-Ti合金と同様に、時効析出硬化型合金である。Cu-Ti合金にCrとZrを添加すると、CrとZrによる時効析出硬化も生じて、Cu-Ti合金に比較して強度が向上する。また、Cu-Ti合金に適量のCrを添加すると、溶体化処理時に結晶粒の粗大化を抑制する効果がある。さらに、Cu-Ti合金に適量のZrを添加すると、時効処理時の粒界型析出を抑制し、過時効による軟化を抑制する効果がある。Cu-Ti合金に適量のFeとNiを添加すると、Cu-Ti合金よりも、高温長時間の時効処理が可能になり、強度を低下させることなく、導電性を向上させることができる。これは、FeあるいはNiを含む化合物が時効析出するまでに要する時効処理条件が、Cu-Ti合金の場合よりも高温長時間であるため、Cu-Ti合金では過時効となって軟化する条件で、再び時効析出による硬化が生じるためである。また、FeとNiを同時に添加することによって、その析出に要する時間の違いから、過時効による強度低下を防止する効果が顕著になる。

【0006】次に、本発明の合金系の組成範囲について説明する。本発明において、Tiの含有量を2.0～5.0wt%とした理由は、Tiの含有量が2.0wt%未満では、十分な時効析出硬化が生じないため、バネ材料に必要な強度が得られないためである。また、Tiの含有量が5.0wt%を越えると、加工性と導電性が著しく悪化するためである。Crの含有量を0.01～0.6wt%、またZrの含有量を0.01～0.2wt%とした理由は、CrあるいはZrの含有量が各々0.01%未満では、粒界型析出の抑制効果や、結晶粒を微細化する効果が得られず、強度を向上することができないためである。Crの含有量が0.6wt%を越えると、あるいはZrの含有量が0.2wt%を越えると、CrあるいはZrが銅中に固溶できる限界量を越え

るため、溶体化処理を行った後に、CrやZrあるいはCr、Zrを含む化合物が、既に析出しており、この析出物は時効析出硬化に寄与しないだけでなく、伸びの低下や、加工性を悪化させるためである。FeおよびNiの含有量をそれぞれ0.01~0.3wt%とした理由は、FeあるいはNiの含有量が各々0.01%未満では、FeあるいはNiを含む化合物による時効析出効果が得られず、強度を低下させることなく、導電性を向上させることができないためである。FeあるいはNiの含有量が0.3wt%を越えると、溶解鑄造時にTiと化合し、TiとFeあるいはNiを含む化合物が析出し、この析出物は均質化焼鈍や溶体化処理で溶体化ができないので、時効析出硬化に寄与しないだけでなく、溶体化するTiの量を減少させ、強度の低下をもたらすためである。また、この析出物は、室温では母相に比べて固いため、伸びを低下させたり、冷間加工性を悪化させ、割れの原因となるので、FeあるいはNiの含有量は0.3wt%を越えてはならない。使用する原材料は、純金族あるいは母合金を用いるが、不純物元素が少ないことが望ましい。本発明の合金中には、TiやZrのような活性金属を含むので、酸素等のガス成分が少ない原材料を用いることが望ましい。

【0007】次に、熱処理の条件について説明する。本発明の合金成分中に、特に酸素と化合しやすい、TiやZrのような活性金属を含むので、合金の作成は、真空中あるいは不活性ガス中で溶解する。合金を溶解し、金型に鑄造して得られたインゴットは、凝固時の偏析が生じるので、800~950℃の温度に保持して、均質化焼鈍を行ったのち、熱間圧延を行う。均質化焼鈍の温度が800℃未満では、温度が低過ぎて、十分に均質化できない。溶体化処理は、800~950℃の温度に保持して単相化した後、水中に入れて冷却する等の方法で、急冷して、過飽和固溶体とする。溶体化処理の温度が800℃未満では、温度が低過ぎて、合金元素を十分に固溶させることができず、単相化できない場合がある。固溶できなかった合金元素は析出物となり、伸びの低下や加工性を悪化させる原因となる。また、溶体化処理の温

度が950℃を越えると、結晶粒が粗大化するため、強度が低下し、加工性が悪くなる。時効処理は、溶体化処理で得られた過飽和固溶体を、冷間圧延した後、350~500℃の温度に保持して行う。時効処理を行うと、徐々に強度と導電率が高くなっていくが、必要以上に長時間の時効処理を行うと過時効となって、強度が低下するので、適切な条件を選ばなければならない。組成によって、適切な時効処理の温度と時間は異なるので、組成ごとに適切な条件を見出す試験を行う。時効処理の温度が500℃を越えると、合金元素が銅中に固溶する溶解度が大きくなり、強度や導電率が低下する。また、時効処理の温度が350℃未満では、時効処理は可能ではあるが、極めて長時間の処理が必要になるので、生産性が悪くなり、工業的に意味がない。

【0008】以下、本発明の実施例について説明する。

【実施例】本発明の合金組成を配合し、高周波真空溶解炉を用いて、黒鉛坩堝中で真空溶解後、金型に鑄造し、30mm×80mm×150mmのインゴットにした。その化学成分組成を第1表に示す。インゴットを面削後、900℃に加熱して均質化焼鈍後、熱間圧延を行って、幅80mm、厚さ7mmの板材とし、面削して表面のスケール等の欠陥を除去した。これを厚さ1.5mmまで冷間圧延し、850℃で溶体化処理後、水中で急冷した。続いて厚さ0.6mmまで冷間圧延し、再び850℃で溶体化処理後、水中で急冷した。これを最終加工度50%で冷間圧延し、0.3mmの板に仕上げ、350~500℃の範囲内の温度で、時効硬化が最大となるような条件で、真空中で時効処理を行った。その時効処理条件を、第2表に示す。このようにして得られた板材について、引張強度、伸び、ビッカース硬度、導電率を測定した。その時効処理条件と特性を測定した結果を、第2表に示す。第2表に示す加工性は、冷間圧延中にサイドに割れが発生したものを×で示し、サイドに割れが発生しなかったものを○で示す。また同様の方法で行った比較の例の結果を、表1と表2に合わせて示す。

【表1】

10

20

30

	合金 番号	化学成分組成 (w t %)					
		T i	C r	Z r	F e	N i	C u
本 発 明 合 金	1	2.97	0.27	0.07	0.16	0.16	残
	2	3.10	0.27	0.06	0.06	0.16	残
	3	3.10	0.27	0.06	0.11	0.10	残
	4	3.13	0.25	0.06	0.18	0.06	残
	5	3.02	0.26	0.06	0.03	0.08	残
	6	3.11	0.27	0.07	0.08	0.03	残
比 較 合 金	7	2.90	0.26	—	—	—	残
	8	3.30	0.26	0.06	—	—	残
	9	2.84	0.51	0.09	0.32	—	残
	10	2.92	0.58	0.10	—	0.89	残
	11	3.39	—	0.06	0.11	0.10	残
	12	2.86	0.54	0.09	0.46	0.50	残
	13	2.81	0.58	0.08	0.97	1.00	残
	14	1.89	0.26	0.06	0.11	0.10	残

記号 — は、0.01 w t %未満を示す

【表2】

	合金 番号	時効処理条件	引張強度 kg/mm ²	伸び %	硬度 H v	導電率 % IACS	加工性
本 発 明 合 金	1	460℃×5時間	102.4	11.7	322	15.3	○
	2	460℃×5時間	101.2	11.7	324	14.0	○
	3	450℃×5時間	102.9	12.8	337	14.3	○
	4	450℃×5時間	103.5	12.2	322	14.9	○
	5	440℃×5時間	101.3	13.9	325	14.2	○
	6	430℃×5時間	100.2	13.1	325	13.9	○
比 較 合 金	7	390℃×5時間	98.2	11.4	308	10.2	○
	8	400℃×5時間	99.1	12.4	327	10.9	○
	9	400℃×4時間	92.8	4.1	331	11.0	○
	10	450℃×8時間	97.9	3.2	336	14.0	×
	11	450℃×5時間	96.7	10.4	323	14.0	○
	12	450℃×8時間	102.1	5.7	329	13.7	○
	13	450℃×8時間	98.7	3.4	322	15.4	×
	14	450℃×5時間	85.9	7.9	282	19.9	○

加工性を示す記号は、○…冷間圧延中に割れなし、×…冷間圧延中に割れ発生

【0009】表1および表2から明らかなように、本発明の合金組成では、時効硬化が最大となるような条件では、引張強度が100 kg/mm²以上であり、かつ導電率が13% IACS以上であり、比較合金組成の場合に比べて、高強度と高導電性を有することが明らかである。また、高強度であるにもかかわらず、伸びが11.7%以上と大きい。合金番号7および8のように、FeおよびNiを含まない合金では、導電率が10~11% IACSと低く、時効硬化が最大となるような条件では、導電性が悪いことがわかる。また合金番号9および10のように、FeまたはNiのいずれかを含まない場合は、本発明合金に比べて、過時効による強度低下を抑制する効果が小さく、FeおよびNiの相乗効果によって高強度を保つことが可能になる。

【0010】合金番号3の本発明合金と、合金番号11の比較合金を比較すると、合金番号11では、Crの含有量が0.01 wt%未満であるため、引張強度が6 kg/mm²ほど低い。また、合金番号14のように、Tiの含

有量が2.0 wt%未満であると、引張強度が著しく低下し、バネ材料の用途に適さなくなることが明らかである。本発明の合金組成では、いずれも伸びが11.7%以上であるが、合金番号9、10、12、13のように、FeあるいはNiの組成が0.3 wt%を越えると、伸びが5.7%以下に低下する。これは、FeあるいはNiの含有量が0.3 wt%を越えると、TiとFeあるいはNiを含む化合物が析出するためである。本発明の合金組成では、冷間圧延中に割れは発生しなかった。合金番号10および13から明らかなように、FeあるいはNiの組成が0.3 wt%を越えると、冷間圧延中にサイドに割れが発生し、加工性が悪くなることがわかる。

【0011】

【発明の効果】本発明によって、伸びや加工性を損なうことなく、強度と導電性に優れた特性を持つ、導電性バネ材料に適した高強度高導電銅合金を得ることができる。